

**MANUFACTURE OF HIGH TENSILE STEEL STOCK FOR STRESS RELIEF ANNEALING****Publication number:** JP62093312 (A)**Publication date:** 1987-04-28**Inventor(s):** ODA MUNETAKA; AMANO KENICHI; NAKANO YOSHIFUMI**Applicant(s):** KAWASAKI STEEL CO**Classification:****- international:** C21D8/00; C22C38/00; C22C38/16; C21D8/00; C22C38/00; C22C38/16; (IPC1-7): C21D8/00; C22C38/00; C22C38/16**- European:****Application number:** JP19850234887 19851021**Priority number(s):** JP19850234887 19851021**Abstract of JP 62093312 (A)**

**PURPOSE:**To manufacture high tensile steel stock superior in low temp. toughness and weldability and free from strength decrease due to stress relief annealing, by heating Mn steel having a specified compsn. to a specified temp., then cooling it in a limited temp. range, then controlledly cooling. **CONSTITUTION:**Steel composed of, by weight 0.02-0.18%C, 0.03-0.60% Si, 0.5-2.5% Mn, 0.005-0.06sol Al, 0.005-0.05% Nb, 0.05-0.7% Cu, 0.05-0.7% Ni and the balance Fe with inevitable impurity is melted. The steel slab or cast slab is heated to Ac3 transformation point-1,250 deg.C and rolled at Ar3 transformation point -(said point + 100 deg.C) range by >=30% draft. After rolling, immediately cooled to <=600 deg.C at 1-30 deg.C/sec rate.; By limiting heating rolling, cooling controlling conditions, high tensile steel stock suitable for marine structural body and liquefied natural gas storage tank is obtd.

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

## ⑫ 公開特許公報(A)

昭62-93312

⑤ Int.Cl.<sup>4</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 昭和62年(1987)4月28日

C 21 D 8/00  
 // C 22 C 38/00  
 38/16

301

B-7047-4K  
 B-7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全8頁)

⑭ 発明の名称 応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法

⑮ 特 願 昭60-234887

⑯ 出 願 昭60(1985)10月21日

⑰ 発 明 者 小 田 宗 隆 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内  
 ⑱ 発 明 者 天 野 虔 一 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内  
 ⑲ 発 明 者 中 野 善 文 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内  
 ⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号  
 ㉑ 代 理 人 弁理士 中路 武雄

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 重量比にて C: 0.02~0.18%、

Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%

可溶性Al: 0.005~0.06%、

Nb: 0.005~0.05%、Cu: 0.05~0.7%、

Ni: 0.05~0.7%

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物よりなる鋼片または鋳片をAc<sub>3</sub>変態点~1250℃の範囲に加熱する段階と、前記加熱後Ar<sub>3</sub>変態点~(Ar<sub>3</sub>変態点+100℃)の温度範囲で圧下率が30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後直ちに1~30℃/Sの冷却速度で600℃以下の任意の温度まで冷却する段階と、を有して成ることを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法。

(2) 重量比にて C: 0.02~0.18%、

Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%

可溶性Al: 0.005~0.06%、

Nb: 0.005~0.05%、Cu: 0.05~0.7%、

Ni: 0.05~0.7%

を含み、更に

Ti: 0.1%以下、V: 0.1%以下、

Mo: 0.5%以下、Cr: 0.5%以下、

B: 0.003%以下、Ca: 0.01%以下、

希土類金属: 0.10%以下

のうちから選ばれたいずれか1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物よりなる鋼片または鋳片をAc<sub>3</sub>変態点~1250℃の範囲に加熱する段階と、前記加熱後Ar<sub>3</sub>変態点~(Ar<sub>3</sub>変態点+100℃)の温度範囲で圧下率が30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後直ちに1~30℃/Sの冷却速度で600℃以下の任意の温度まで冷却する段階と、を有して成ることを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法に係り、特に応力除去焼鈍後の引張り特性、溶接性と低温靱性に優れた製造方法に関し、海洋構造物用鋼や液化天然ガス貯蔵タンク用鋼等の応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造分野で利用される。

海洋構造物用鋼板や液化天然ガス貯蔵タンク用鋼板には優れた低温靱性ととともに溶接性が要求される。このような特性を要求される鋼板の製造法として最近発展している制御冷却法は最適のものと言える。すなわち、制御冷却による鋼のミクロ組織の改善は、高張力化および高靱性化を可能とし、あわせて鋼の溶接割れ感受性指数の低下を通じて鋼の溶接性を向上させるからである。

しかしながら、これらの鋼材の一部は溶接施工後の応力除去焼鈍（以下PWHTと称する）を実施することがある。PWHT後の強度は母材の炭素量に大きく影響されるので、制御冷却によつて炭素当量を低下させた鋼はPWHTを行うと、制御冷却によつて改善したミクロ組織が破壊されるために規定の強度を確保することが困難であるという欠

点があった。

このような欠点を回避するため特開昭59-232234号公報では $(C + \frac{Mn}{9.11})$ 値を規定し、更にNb、V、Tiの1種または2種以上を添加して制御冷却する方法が提案されている。しかしながら、この提案においてはNb、V、Ti以外の添加元素がないため、本発明者らの経験では、該公報に規定されていないPWHTの条件や板厚によつてはPWHT後の強度が十分ではなく、その対策として添加元素を増量するとその結果溶接性が低下する問題点があった。

〔発明が解決しようとする問題点〕

本発明の目的は、圧延能率を低下させずに上記従来技術の問題点を解決し、低温靱性と、溶接性が優れPWHTによる強度低下を防止できる高張力鋼の製造方法を提供するにある。

〔問題点を解決するための手段および作用〕

本発明の上記の目的は次の2発明によつて達成される。

第1発明の要旨とするところは次の如くである。

- 3 -

すなわち、重量比にて C: 0.02~0.18%、  
Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%  
可溶性Al: 0.005~0.06%、  
Nb: 0.005~0.05%、Cu: 0.05~0.7%、  
Ni: 0.05~0.7%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなる鋼片または鋳片をAc<sub>3</sub>変態点~1250℃の範囲に加熱する段階と、前記加熱後Ar<sub>3</sub>変態点~(Ar<sub>3</sub>変態点+100℃)の温度範囲で圧下率が30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後直ちに1~30℃/Sの冷却速度で600℃以下の任意の温度まで冷却する段階と、を有して成ることを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法である。

第2発明の要旨とするところは次の如くである。  
すなわち、第1発明と同一の基本組成の他に更に

Ti: 0.1%以下、 V: 0.1%以下、  
Mo: 0.5%以下、 Cr: 0.5%以下、  
B: 0.003%以下、Ca: 0.01%以下、  
希土類金属: 0.10%以下

- 4 -

のうちから選ばれたいずれか1種または2種以上を含み残部がFeおよび不可避免的不純物から成る鋼片もしくは鋳片を第1発明と同一条件で製造するものである。

本発明の詳細を実験により説明する。0.07% C-0.25% Si-1.50% Mn鋼を基本とし、これにCu、Ni、V、Nb、Tiの1種または2種以上を添加した各種の鋼を、1150℃に加熱した後、850~820℃の温度範囲で圧下率40%の圧下を行い、820℃で板厚50mmの仕上圧延を終了し、10℃/Sの冷却速度で450℃まで制御冷却した鋼板の冷却のまま600℃×2h保熱後炉冷するというPWHT後のそれぞれの強度(TS)および-40℃におけるシャルピーの吸収エネルギー(vE<sub>40</sub>℃)を調査した。

それらの調査結果および冷却のままの強度からPWHT後の強度を引いた値(ΔTS)等を第1図に示した。

第1図から明らかな如く、Cu、Ni、V、Ti、Nb等を単独で添加したのでは、PWHT後の強度

低下 ( $\Delta T S$ ) が大きい、Nbに0.15%のCuと0.15%のNiを添加した鋼板のPWHT後の強度低下は小さく、靱性の劣化はない。しかし、同量のCuとNiを、0.012%のTiまたは0.03%のVと同時に添加してもCu、Ni、Nbを同時に添加した鋼に比べるとPWHT後の強度低下が大きい。上記の如く、微量Nb添加鋼にCuとNiを添加すればPWHTの強度変化が少なく、靱性の優れた鋼板の製造が可能である。

次に本発明における成分限定理由について説明する。

C:

Cは強度をあげる効果があるが、0.02%未満では高強度が得られず、かつ溶接熱影響部（以下HAZと称する）の軟化が大きくなり、また0.18%を越えると溶接性が悪くなるので0.02~0.18%の範囲に限定した。

Si:

Siは鋼の脱酸を促進し、強度を上昇させるので少なくとも0.03%が必要であるが、0.60%

を越えると靱性や溶接性を悪くするので、0.03~0.60%の範囲に限定した。

Mn:

Mnも鋼板の強度を上昇する作用を有するが、0.5%未満では強度および靱性が低下しHAZの軟化が大きくなり、一方2.5%を越えるとHAZの靱性が劣化するので0.5~2.5%の範囲に限定した。

可溶性Al:

可溶性Alは脱酸上最低0.005%の添加が必要であり、一方0.06%を越えるとHAZの靱性のみならず溶接金属の靱性も著しく低下するので、上限を0.06%、下限を0.005%に限定した。

Nb:

Nbは本発明の必須添加元素である。0.07% C-0.25% Si-1.5% Mn-0.15% Cu-0.15% NiにNbを0~0.06%まで変化して添加した鋼を1150℃に加熱し、850~820℃の温度範囲で40%の圧下量で圧延し板厚50mmの鋼板とし、ただちに10℃/Sの冷却速度で450℃まで冷却した鋼板の冷却のままの強度

- 7 -

(TS)と、600×2h保熱後炉冷の条件のPWHT後の強度(TS)と、冷却のままの鋼板を入熱100kJ/cm相当の溶接を模擬した800~500℃の冷却時間100秒の熱サイクル(最高加熱温度1400℃)を付与した試験片の-40℃でのシャルピーの吸収エネルギー( $vE_{40}$ )を調査した。

これらの強度、PWHT前後の強度差( $\Delta TS$ )および靱性を第2図に示した。

第2図において0.005%未満のNbではPWHT後の強度上昇が少なく、また、0.05%を越すNbの添加はPWHT後の強度上昇効果が飽和し、大入熱溶接HAZの靱性劣化が著しいのでNbは0.005~0.05%の範囲に限定した。

Cu、Ni:

CuおよびNiも本発明の必須添加元素である。0.07% C-0.25% Si-1.5% Mn-0.015% Nbの鋼にCuおよびNiを単独および複合等量添加した鋼を、1150℃に加熱し、850~820℃の温度範囲で圧下量40%の圧延を行って板厚50mmとし、ただちに450℃まで10℃/S

- 8 -

の冷却速度で冷却した鋼板の強度(TS)と、冷却後600×2h保熱後炉冷した鋼板の強度(TS)を調査し、これらの強度と両者の差( $\Delta TS$ )を第3図に図示した。

第3図において、Cu、Niの単独添加に比して複合添加の方がPWHT後の強度低下が少なく優れているが、複合添加量が0.1%未満では、PWHT後の強度が低く、それぞれ0.05%以上の複合添加が必要になることがわかる。また、Cu、Niをそれぞれ0.7%を越えて複合添加してもPWHT後の強度上昇効果が飽和し、かつ大入熱溶接部の靱性が劣化するので、CuおよびNiは0.05~0.7%の範囲に限定した。

上記C、Si、Mn、可溶性Al、Nb、Cu、Ni各限定量をもつて本発明による高強度鋼材の基本組成とするが、更にTi、V、Mo、Cr、B、Ca、希土類金属を下記限定量以下においてこれらの1種または2種以上を同時に含有する高強度鋼材においても特有の効果が付加される。これらの添加元素の限定理由は次の如くである。

Ti:

Tiは母材の強度と靱性およびHAZの靱性のため添加するが、0.10%を越えるとHAZの靱性をかえって劣化させるので0.10%以下に限定した。

V:

Vは強度と靱性向上のためおよび溶接継手強度確保のため添加するが、0.10%を越えて添加すると母材とHAZの靱性を著しく劣化させるので0.10%を上限とした。

Mo:

Moは圧延時のオーステナイト粒を微細かつ粒化し、なおかつ微細なベイナイトとマルテンサイトを生成するので強度と靱性を向上させるが、高価であるので上限を0.5%とした。

Cr:

Crは微細なベイナイトやマルテンサイトを生成し強度と靱性を向上させるが、0.5%以上の添加は溶接性を害するので上限を0.5%とした。

B:

Bは焼入性向上元素であり、強度と靱性を向上させ、またHAZの靱性も向上させるが、0.003%を越えて添加すると靱性が劣化するので0.003%以下に限定した。

Caおよび希土類金属(REM):

CaとREMは、MnSの形態制御をし、C方向の靱性向上に効果があり、1種または両者の混合添加を行うが、それぞれ0.01%を越えるCaおよび0.10%を越えるREMの添加は鋼の清浄度を悪くし内部欠陥の原因となるので、それぞれの上限を0.01%および0.10%とした。

次に製造条件の限定理由について説明する。加熱温度が $A_c$ 変態点未満ではオーステナイト化されないために圧延後の鋼板の靱性が劣化し、1250℃を越えるとオーステナイト粒が粗粒となり十分な圧延を行っても靱性が劣化するので加熱温度は $A_c$ 変態点～1250℃の範囲に限定した。また、 $A_r$ 変態点～( $A_r$ 変態点+100℃)のオーステナイト未再結晶域で圧下率30%以上の圧延をするのは、オーステナイト粒内に変形帯を導入し

- 11 -

これをフェライトの核とし変態後の組織を微細にするため、30%未満の圧下率では十分な微細組織が得られない。また圧延終了温度を $A_r$ 変態点以上としたのは $A_r$ 変態点未満の温度における圧延では変形抵抗が大きく圧延能率が低下し生産量が減少するためである。

上記の圧延後の冷却速度の下限を1℃/Sとしたのは、これ未満では制御冷却の効果がなためである。一方、冷却速度の上限は制御冷却装置の能力で決まるが、対象鋼の最小板厚25mmの場合でも通常は最大30℃/Sであるので、上限を30℃/Sとした。

次に制御冷却の冷却停止温度を600℃以下としたのは600℃を越えると制御冷却による強度上昇効果が少ないためである。

#### 〔実施例〕

第1表に成分組成を示した供試鋼を溶製した。供試鋼のうち鋼番4～8および14～20は本発明の成分範囲を満足し、鋼番1～3および9～11は本発明の成分範囲を外れた比較鋼であり、鋼番12、13は従来鋼である。

- 12 -

第1表

鋼番	化 学 成 分 ( 重 量 % )																	A r <sub>3</sub> (℃)	A c <sub>3</sub> (℃)	備 考	
	C	Si	Mn	P	S	S o l A l	N	N b	V	T i	C u	N i	C r	M o	B	C a	R E M				
1	0.069	0.24	1.48	0.007	0.002	0.024	0.0029	0.016	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	782	903	比較鋼
2	0.073	0.26	1.49	0.008	0.002	0.026	0.0026	0.015	—	—	0.16	—	—	—	—	—	—	—	770	902	
3	0.068	0.25	1.51	0.008	0.002	0.025	0.0021	0.015	—	—	—	0.16	—	—	—	—	—	—	771	897	
4	0.073	0.27	1.49	0.008	0.003	0.024	0.0024	0.016	—	—	0.15	0.15	—	—	—	—	—	—	769	891	本発明鋼
5	0.081	0.10	1.35	0.009	0.003	0.031	0.0041	0.009	—	—	0.21	0.22	—	—	—	—	—	—	776	879	
6	0.073	0.11	1.51	0.008	0.002	0.024	0.0017	0.021	—	—	0.06	0.41	—	—	0.0006	—	0.006	755	881		
7	0.06	0.37	1.50	0.008	0.003	0.028	0.0041	0.017	—	0.009	0.21	0.25	0.41	—	0.0008	—	0.0110	761	897	比較鋼	
8	0.071	0.25	1.35	0.009	0.002	0.019	0.0035	0.006	—	0.006	0.15	0.15	—	0.10	—	0.006	—	773	895		
9	0.071	0.26	1.53	0.008	0.003	0.029	0.0031	—	—	—	0.15	0.16	—	—	—	—	—	768	885		
10	0.072	0.25	1.47	0.010	0.002	0.024	0.0021	—	0.031	—	0.14	0.17	—	—	—	—	—	754	869	従来鋼	
11	0.063	0.29	1.53	0.007	0.003	0.021	0.0029	—	—	0.019	0.16	0.16	—	—	—	—	—	769	889		
12	0.11	0.27	1.55	0.018	0.003	0.029	0.0049	—	0.030	—	0.25	0.40	—	—	0.0007	—	0.008	741	856		
13	0.08	0.27	1.45	0.016	0.004	0.023	0.0041	0.06	—	0.009	—	—	—	—	—	0.006	—	780	918	本発明鋼	
14	0.08	0.25	1.47	0.009	0.004	0.033	0.0024	0.015	—	—	0.15	0.15	—	0.1	—	—	—	770	888		
15	0.06	0.33	1.54	0.006	0.004	0.016	0.0031	0.020	—	—	0.10	0.11	0.1	—	—	—	—	772	901		
16	0.07	0.10	1.35	0.006	0.003	0.033	0.0035	0.017	—	—	0.15	0.15	—	—	0.0006	—	—	750	925	本発明鋼	
17	0.09	0.30	1.50	0.007	0.001	0.028	0.0040	0.009	—	—	0.40	0.40	—	—	0.008	—	—	783	865		
18	0.07	0.26	1.37	0.006	0.002	0.056	0.0018	0.005	—	—	0.10	0.11	—	—	—	—	0.006	783	891		
19	0.10	0.26	1.35	0.008	0.005	0.031	0.0028	0.021	—	0.011	0.20	0.41	—	—	—	—	—	759	982		
20	0.04	0.26	1.70	0.008	0.003	0.029	0.0031	0.041	0.03	—	0.16	0.17	0.1	0.09	0.001	—	0.006	761	896		

第2表 鋼板の製造条件

鋼番	スラブ加熱 温度 (mm)	圧延条件		板厚 (mm)	制御冷却条件	
		$A_{r_0}+100^{\circ}\text{C}\sim A_{r_0}$ の圧下量 (%)	圧延仕上 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )		冷却速度 ( $^{\circ}\text{C}/\text{S}$ )	冷却停止 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )
1	1170	50	810	50	8	430
2	1170	50	800	50	9	420
3	1170	50	810	50	9	450
4	1170	50	810	50	8	430
5	1050	50	830	38	12	570
6	1170	50	850	25	20	590
7	1170	50	810	100	2	560
8	960	50	790	25	19	550
9	1170	50	810	50	9	440
10	1170	50	820	50	10	450
11	1170	50	810	50	9	400
12	1170	50	820	50	8	430
13	1170	50	810	50	9	420
14	1050	50	840	75	5	580
15	1050	50	800	100	2	310
16	1070	50	810	75	4	600
17	960	50	805	75	5	570
18	960	50	800	25	20	590
19	1050	50	850	50	8	580
20	1070	50	830	100	2	510

- 15 -

第3表

鋼番	制御冷却のまま				PWHT (600 $^{\circ}\text{C}$ 1h/inch) 後				$\Delta\text{TS}$ ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )	溶接継手 $\phi$ $F\Delta vE_{-40}$ ( $\text{kgf}\cdot\text{m}$ )	備考
	YS ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )	TS ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )	$v\text{Trs}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$vE_{-40}$ ( $\text{kgf}\cdot\text{m}$ )	YS ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )	TS ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )	$v\text{Trs}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$vE_{-40}$ ( $\text{kgf}\cdot\text{m}$ )			
1	40.9	53.5	-92	26.5	36.5	49.5	-88	23.5	4.0	16.3	比較鋼
2	42.1	53.3	-90	25.5	36.9	49.8	-81	24.1	3.5	12.1	
3	41.1	54.1	-86	26.4	37.2	50.3	-75	24.3	3.8	19.1	
4	43.1	55.1	-96	27.0	41.5	53.5	-90	25.9	1.6	13.1	本発明鋼
5	39.6	51.8	-105	30.3	38.1	50.1	-101	26.6	1.7	15.1	
6	42.9	56.1	-76	19.8	40.9	54.4	-81	21.2	1.7	9.6	
7	41.0	53.6	-102	26.3	40.2	52.1	-85	25.3	1.5	8.9	
8	40.2	54.3	-96	28.6	38.6	52.3	-91	25.7	2.0	18.2	
9	37.2	52.2	-78	24.3	35.1	47.3	-82	25.8	4.9	13.1	比較鋼
10	37.1	52.1	-57	20.1	34.3	48.2	-73	25.5	3.9	7.6	
11	36.9	52.3	-83	29.2	32.9	48.5	-80	27.9	3.8	9.6	
12	43.1	58.3	-51	11.3	39.9	54.5	-79	20.3	3.8	3.1	従来鋼
13	39.6	53.6	-92	23.2	36.2	50.3	-82	21.5	3.4	2.6	
14	40.1	54.1	-106	29.1	37.6	52.1	-87	27.1	2.0	4.4	本発明鋼
15	41.1	56.1	-101	30.6	39.2	54.3	-90	24.1	1.8	10.6	
16	39.2	53.1	-91	24.1	38.3	51.9	-76	20.9	1.2	11.3	
17	43.0	55.1	-82	20.9	40.9	53.1	-69	13.1	2.0	5.1	
18	40.2	54.1	-121	30.6	39.1	52.0	-98	26.7	2.1	16.2	
19	46.1	56.3	-131	32.6	43.9	55.1	-101	30.1	1.2	7.1	
20	42.1	54.9	-86	19.2	39.6	53.1	-61	11.5	1.8	5.9	

これらの供試鋼を第2表に示す条件で加熱→圧延→冷却した。冷却した鋼板および更に600℃で厚さ1インチ(2.54cm)当り1時間保熱後炉冷という特徴をもつPWH T後の鋼板の強度および破面遷移温度( $vT_{rs}$ )、-40℃におけるシャルピーの吸収エネルギー( $vE_{40}$ )を調査した。更に $\Delta TS = (\text{制御冷却のままの強度}) - (\text{PWH T後の強度})$ および最終バスの入熱が70kJ/cmのサブマージーク溶接をした継手の表面から1/4tのボンドの靱性等を調査しこれらの結果を第3表に示した。

第3表において本発明鋼4~8および14~20はPWH T後の強度および靱性の低下は少なく、低C当量でもPWH T後の強度が高いので低C当量化ができ溶接継手の靱性は優れている。比較鋼1~3および9~11は、本発明鋼4とNb、Ti、Cu、Ni等の添加量がそれぞれ異なる鋼である。

比較鋼1ではCuとNiが、比較鋼2ではNiが、比較鋼3ではCuが添加されていないために本発明鋼に比べるとPWH T後の強度が劣っている。

本発明鋼4に比して比較鋼9はNbが添加されておらず、比較鋼10はNbの代りにVが添加され、比較鋼11はNbの代りにTiが添加されている。比較鋼9~11とも、本発明鋼4と比べるとPWH T後の強度が劣っている。上記の如くCu、Ni、Nbの複合添加がPWH Tによる強度低下の防止に有効である。

従来鋼12はPWH T後も十分な強度を示すが、C当量が高いために、溶接継手の靱性が劣り、従来鋼13はNbの添加量が多いので溶接継手の靱性が劣っている。

これに対し、本発明鋼6~8および14~20は基本組成に更にTi、Cr、Mo、B、Ca、REM等をそれぞれの限定量を添加したものであるが、本発明の特徴とする優れた溶接性と低温靱性を害することなく、それぞれの元素の特性を発揮している。

〔発明の効果〕

本発明は上記実施例からも明らかな如く、高張力鋼材の成分を限定することによって圧延終了温

- 17 -

度を $A_r$ 変態点以上の温度とすることができ、圧延の能率および作業性を向上させることができた。また加熱圧延条件および制御冷却条件を限定することによって、優れた低温靱性と溶接性を兼ねそなえた高張力鋼でありながらPWH Tによる強度低下を防止した高張力鋼材の製造を可能とし、海洋構造用鋼や液化天然ガス貯蔵タンク用鋼等に広い用途が期待されている。

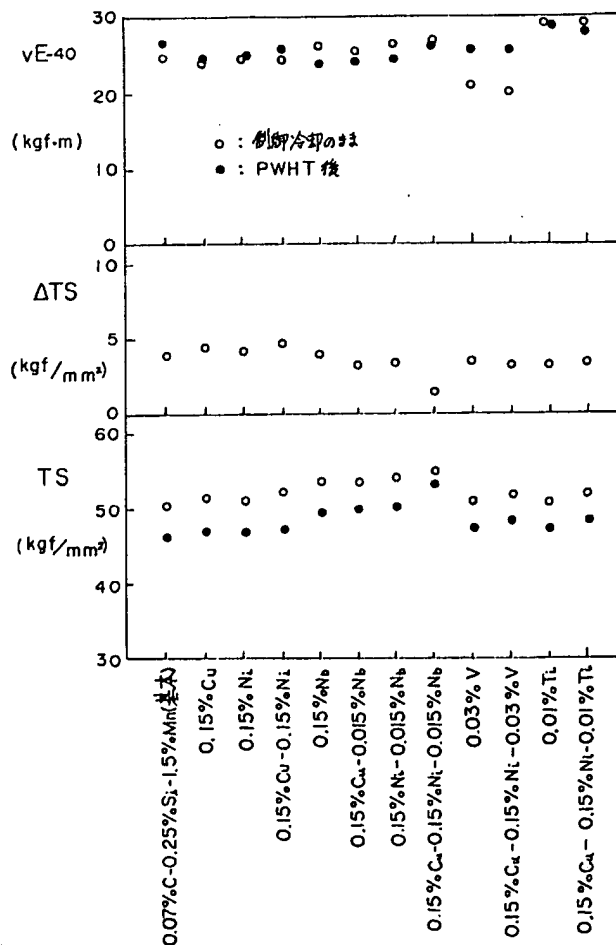
#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は種々の元素を添加した種々の鋼の制御冷却およびPWH T後の強度と靱性を示す図面、第2図はNbの添加量を変えた高張力鋼の制御冷却およびPWH T後の靱性と強度を示す線図、第3図はCu、NiおよびCu+Niの添加量を変えた高張力鋼の制御冷却およびPWH T後の強度を示す線図である。

代理人 弁理士 中路武雄

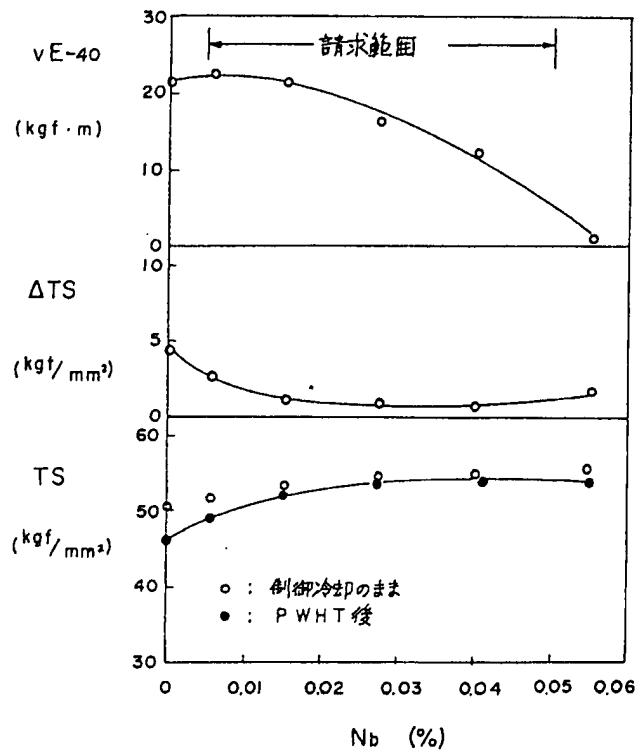
- 18 -

第1図





第 2 図



第 3 図

